DIE BLASENBILDUNG BEI DER WÄRMEBEHANDLUNG VERGÜTBARER ALUMINIUMLEGIERUNGEN

VON DER
TECHNISCHEN HOCHSCHULE ZU BRESLAU
ZUR ERLANGUNG DER WÜRDE EINES
Doktor-Ingenieurs GENEHMIGTE
DISSERTATION

VORGELEGT VON
Dipl.-Ing. WOLFGANG GATZEK
AUS MYSLOWITZ, O.-SCHL.

BERICHTER: PROF. DR. SAUERWALD
MITBERICHTER: PROF. Dr.-Ing. V. TAFEL

TAG DER MÜNDLICHEN PRÜFUNG:
28. FEBRUAR 1933

DRUCK VON R. OLDENBOURG, MÜNCHEN

DIE BLASENBILDUNG BEI DER WÄRMEBEHANDLUNG VERGÜTBARER ALUMINIUMLEGIERUNGEN

VON DER
TECHNISCHEN HOCHSCHULE ZU BRESLAU
ZUR ERLANGUNG DER WÜRDE EINES
Doktor-Ingenieurs GENEHMIGTE
DISSERTATION

VORGELEGT VON
Dipl.-Ing. WOLFGANG GATZEK
AUS MYSLOWITZ, O.-SCHL.

BERICHTER: PROF. DR. SAUERWALD
MITBERICHTER: PROF. Dr.-Ing. V. TAFEL

TAG DER MÜNDLICHEN PRÜFUNG:
28. FEBRUAR 1933

DRUCK VON R. OLDENBOURG, MÜNCHEN

*2 V 212

Vorliegende Arbeit wurde in der Stoff-Abteilung der Deutschen Versuchsanstalt für Luftfahrt, E. V., Berlin-Adlershof, in engster Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl für Metallkunde an der Technischen Hochschule Breslau ausgeführt.

Es ist mir ein Bedürfnis, meinem hochverehrten Lehrer, Herrn Professor Dr. Sauerwald, für sein Entgegenkommen und die Förderung dieser Arbeit meinen besten Dank auszusprechen.

Dem Leiter der Deutschen Versuchsanstalt für Luftfahrt, Herrn Professor Dr.-Ing. W. Hoff, möchte ich an dieser Stelle für die freundliche Erlaubnis, die Arbeit in der Versuchsanstalt ausführen zu dürfen, meinen ergebensten Dank aussprechen.

Desgleichen ist es mir eine angenehme Pflicht, dem Leiter der Stoff-Abteilung, Herrn Dr.-Ing. Paul Brenner, für die wertvollen Anregungen und tatkräftige Unterstützung der Arbeit recht herzlich zu danken.

MEINEN LIEBEN ELTERN IN DANKBARKEIT

GEWIDMET

Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41545806_0047

Im Flugzeugbau wurde schon seit mehreren Jahren die Beobachtung gemacht, daß bei der Wärmebehandlung von vergütbaren Aluminiumlegierungen bisweilen an der Metalloberfläche Blasen auftreten. Diese Erscheinung wird als sehr störend empfunden. Bis jetzt ist es jedoch noch nicht gelungen, die Ursache dieser Blasenbildung einwandfrei festzustellen; auch ist kein Mittel bekannt, die Blasenbildung mit Sicherheit zu vermeiden. Die Arbeit stellt einen Beitrag zur Klärung der Frage der Blasenbildung bei der Wärmebehandlung vergütbarer Aluminiumlegierungen dar.

Gliederung.

I. Blasenbildung an Leichtmetallblechen.
1. Untersuchte Werkstoffe.
2. Glühbehandlung im Salzbad.
3. Glühbehandlung im Ofen.
4. Gefüge der Legierungen.
II. Entstehungsbedingungen der Blasenbildung.
1. Versuche im Vakuum.
a) Vakuum allein.
b) Vakuum und Salzbad.
c) Vakuum und Stickstoff.
d) Vakuum und Wasserstoff.
2. Bleche im Anlieferungszustand bei der Glühbehandlung im Wasserstoff, Wasserdampf, Stickstoff und Argon.
III. Einfluß des Blechzustandes auf die Blasenbildung.
IV. Temperatur- und Zeitabhängigkeit.
V. Struktur der Legierungen nach der Glühung.
VI. Zusammenfassung und Deutung der Versuchsergebnisse.
VII. Schlußfolgerung für die Praxis.
VIII. Schrifttum.

I. Blasenbildung an Leichtmetallblechen.

Über das Wesen und die Entstehung dieser Blasen, ist im Schrifttum fast gar nichts bekannt [1][2]), trotzdem gerade die Frage der Blasenbildung bzw. des Gasgehaltes von jeher Gegenstand eingehender Untersuchungen gewesen ist [2]. Diese Berichte beschäftigen sich nämlich ausschließlich mit den schon im Metall vorhandenen Gasblasen, berücksichtigen jedoch nicht die Blasenbildung, wie sie bei einer späteren Weiterverarbeitung auftritt.

Um nun die Art der Blasen, wie sie bei der späteren Glühbehandlung auftritt, genau beobachten und untersuchen zu können, war es daher notwendig, zunächst Blasen an bis dahin fehlerfreien Werkstoffen zu erzeugen.

1. Untersuchte Werkstoffe.

Zur Gewinnung möglichst vieler Unterlagen wurden daher bei den später beschriebenen Arbeiten alle Leichtmetallegierungen untersucht, die zur Zeit im Flugzeugbau Verwendung finden. Dabei kommen vor allem die dem Duralumin ähnlichen Mg-haltigen Legierungen sowie die Mg-freien, warmvergütbaren Aluminiumlegierungen in Frage. In Zahlentafel 1 ist die chemische Zusammensetzung der bei den Versuchen verwandten Legierungen wiedergegeben. Desgleichen sind auch in der letzten Spalte die Hersteller der einzelnen Werkstoffe mit Buchstaben bezeichnet. Das Material stand meist in Form von 0,5 bis 4,0 mm starken Blechen zur Verfügung. Doch wurden später auch Stangen, Rohre, verschiedene Profile, Luftschraubenstücke u.ä. m. untersucht.

[1]) Diese Untersuchung wurde in enger Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl für Metallkunde an der Technischen Hochschule Breslau (Prof. Dr. Sauerwald) durchgeführt. Als kurzer Vorbericht erschien: P. Brenner, F. Sauerwald und W. Gatzek, Die Blasenbildung bei der Wärmebehandlung aushärtbarer Aluminiumlegierungen. Z. Metallk. Bd 25 (1933) Nr 4 S 77/80.

[2]) Das Schrifttum befindet sich am Ende dieser Arbeit.

2. Glühbehandlung im Salzbad.

Für diese Glühbehandlung wurde das in der Praxis gebräuchliche Salzbadgemisch einer Nitratschmelze (50 vH KNO_3, 50 vH $NaNO_3$) verwandt. Die Heizung des Bades erfolgte durch Gas. Die Temperaturmessungen wurden mit einem von der Phys. Techn. Reichsanstalt geeichten Pt-PtRh-Thermoelement durchgeführt. Die Genauigkeit der Temperaturkonstanz betrug $\pm 5^0$.

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe in vH.

Werkstoff Nr.	Mg	Cu	Si	Mn	Fe	Sb	Hersteller
1	0,54	3,89	0,36	0,84	0,34	—	A
2	0,49	4,10	0,28	0,33	0,30	—	
3	0,74	4,07	0,38	0,63	0,31	—	
4	1,07	3,63	0,58	1,12	0,22	—	
5	0,49	4,21	0,94	0,35	0,29	—	B
6	—	4,18	2,33	—	0,39	—	B
7	0,5	4,0	0,30	1,0	0,32	—	C
8	—	4,28	0,99	0,81	0,53	—	D
9	1,50	0,24	0,94	1,36	0,33	0,10	E
10	6,35	—	0,22	1,19	0,36	—	B
11	4,34	—	0,18	0,09	0,33	—	F
12	—	—	0,2	—	0,3	Rest Al	B

Für die Glühversuche wurden die Bleche der einzelnen Legierungen in Streifen (200 × 30 mm) zerschnitten und an Drahthaken hängend in das Salzbad getaucht. Der Abstand zwischen den einzelnen Blechen betrug im Durchschnitt 5 mm, so daß ein gutes Umspülen des Salzbades gewährleistet war. Die einzelnen Blechstreifen wurden bei allen Versuchen zur Beseitigung der Oxydhaut zur Hälfte blankgeschmirgelt.

Die Bleche der einzelnen Werke lagen in veredeltem, z. T. nachträglich kaltverformtem Zustande vor. Ein Teil davon wurde vor der Untersuchung 2 h lang bei 350° im elektrischen Ofen an der Luft geglüht, um etwaige Spannungen zu vermeiden, und dann im Ofen langsam abgekühlt. Da jedoch diese Bleche bei späteren Versuchen das gleiche Verhalten hinsichtlich der Blasengröße wie die im Anlieferungszustand verwendeten zeigten, wurde später eine Vorglühung unterlassen.

In der Praxis werden zum Veredeln Temperaturen von 500° bis 520° angewandt. Da jedoch die Vorversuche zeigten, daß bei diesen Temperaturen (s. w. u.) die Blasenbildung gering ist, wurden zu ihrem besseren Studium meist höhere

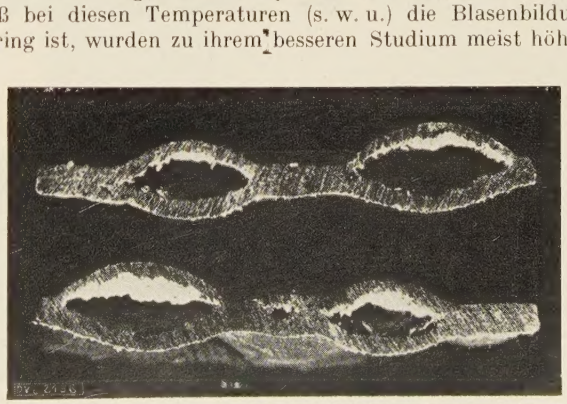

Abb. 1. Schnitt durch ein blasiges Blech der Leg. 3. Salzbad: 550° C; 5 h. V = 1,3 ×.

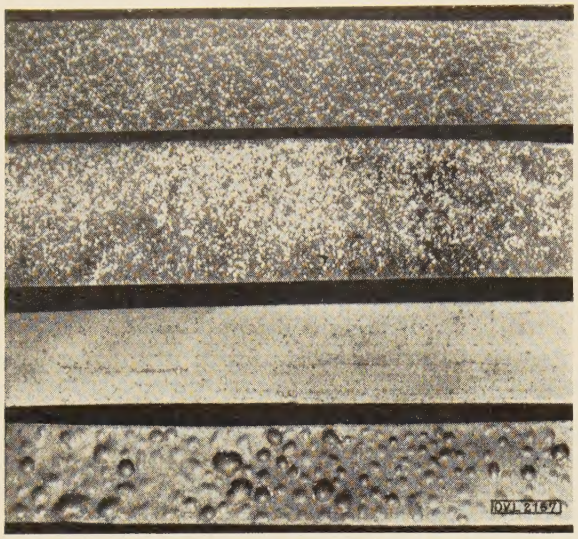

Abb. 2. Von oben nach unten: Leg. 5, 6, 6 und 2.

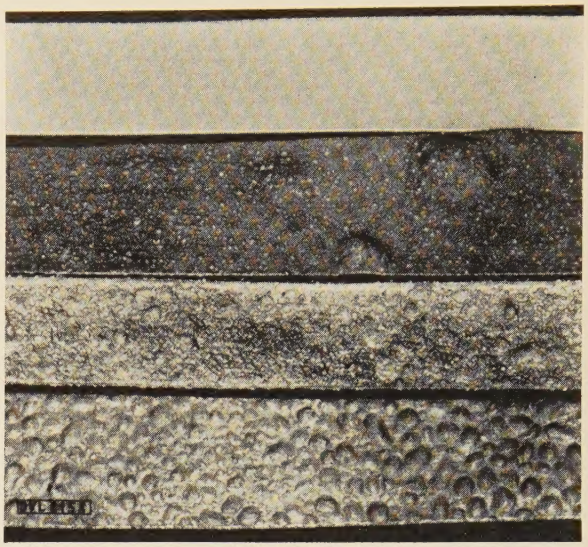

Abb. 3. Von oben nach unten: Leg. 9, 11, 10 und 3.

Abb. 2 und 3. Verschiedenes Verhalten der einzelnen Legierungen gegenüber der Glühbehandlung im Salzbad. Temp.: 550°; Zeit: 5 h. $^1/_2$ nat. Größe.

Glühtemperaturen oder längere Glühzeiten gewählt. Dabei ergab sich, daß die günstigste Temperatur für die Blasenbildung bei und über 550° lag.

Bei dieser Art der Glühbehandlung traten im Salzbad nun sehr viele Blasen auf, die bisweilen einen Durchmesser von 10 bis 20 mm hatten. Ihre Erscheinungsform im Querschnitt der Bleche ist aus Abb. 1 zu ersehen. Das Blaseninnere hatte eine graublaue bis goldbraune Färbung. Desgleichen wurde bei ihrem Aufbrechen des öfteren Geruch nach Karbid bzw. Kohlenwasserstoffen festgestellt. Jedoch zeigte sich, daß die einzelnen Legierungen sich bei der Glühbehandlung ganz verschieden verhielten (Abb. 2 u. 3).

Die Neigung zur Blasenbildung scheint, wenigstens bei Blechen, die aus dem gleichen Werke stammten, mit dem Magnesiumgehalt zu steigen. Dies wurde bei Legierung 1 und 3 vom Werke A immer wieder beobachtet (Abb. 4).

Allerdings dürfte die Blasenbildung hiervon allein nicht abhängen, denn die Legierungen 2 und 5 haben den gleichen Mg-Gehalt, aber eine ganz verschiedene Blasenbildung. Diese Legierungen unterscheiden sich vielleicht, wie noch später erwähnt, durch den Wasserstoffgehalt.

Daß die Blasen nicht nur an Blechen, sondern auch an anderen Werkstoffen derselben Legierung wie z. B. Rundstangen auftreten können, sieht man auf Abb. 5. Ein Unterschied ist hierbei nicht festzustellen. Die einzelnen Werkstücke erfordern nur entsprechend ihrer größeren Abmessungen längere Glühzeiten.

3. Glühbehandlung im Ofen.

Unter denselben Bedingungen wie im Salzbad wurden auch Versuche im elektrischen Ofen an Luft ausgeführt. Benutzt wurde ein elektrischer Ofen mit Pt-Wicklung. Die Temperatur konnte durch einen selbsttätigen Regler konstant gehalten werden und wurde mit einem Pt-PtRh-Thermoelement gemessen. Das Ofenrohr, in dem sich die Blechstreifen befanden, war lose mit einem Asbestpfropfen verschlossen, so daß die Luft ungehindert Zutritt hatte.

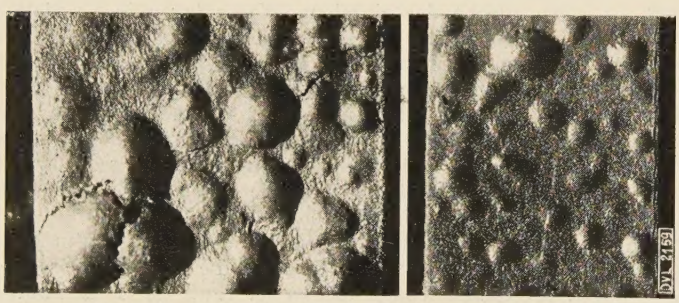

Abb. 4. Verhalten bei der Glühbehandlung im Salzbad. Links: Leg. 3 (0,74 vH Mg). Rechts: Leg. 1 (0,54 vH Mg). V = 1,3 m.

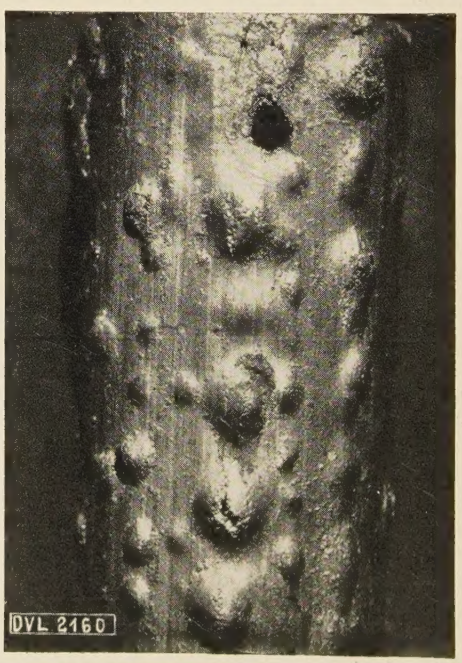

Abb. 5. Blasenbildung an einer Rundstange aus Leg. 3. Salzbad: 550°; 1 h.

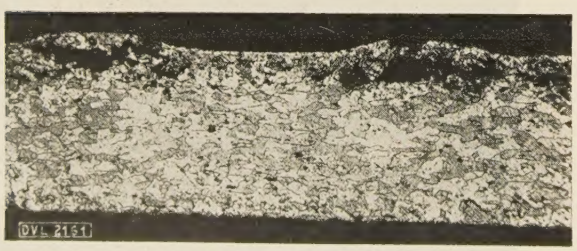

Abb. 6. Schliffbild von Leg. 2. Salzbad: 500°; Zeit: $^1/_2$ h. V = 40 × (geätzt).

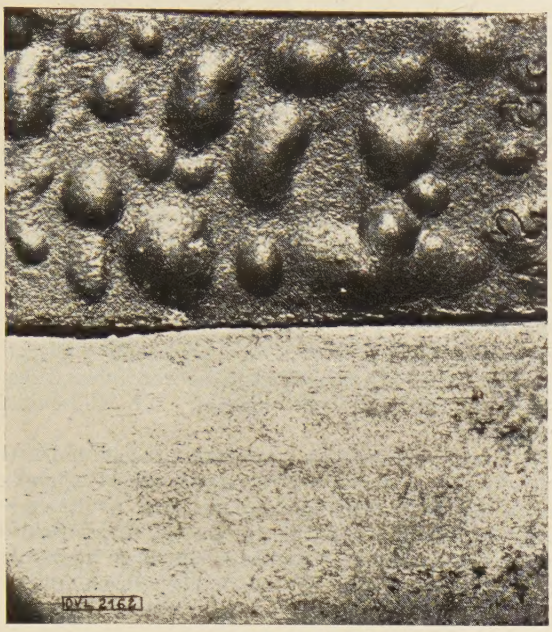

Abb. 7. Vergleich der Blasenbildung von Leg. 3 bei der Glühbehandlung im Ofen (unten) und im Salzbad (oben), nat. Größe. Salzbad: 550°; ½ h. Ofen: 580°; 5 h.

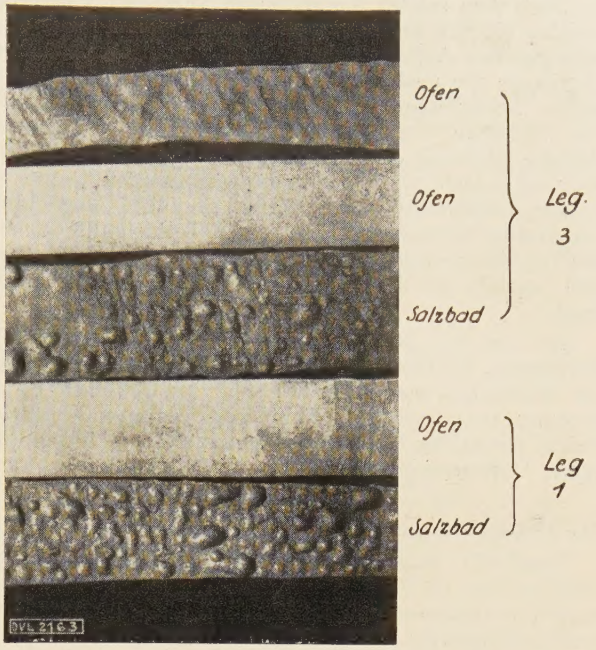

Abb. 8. Vergleich der Blasenbildung im Ofen und Salzbad, s. Abb. 7. ¼ nat. Größe.

Bei der Glühbehandlung im Ofen zeigten die verschiedenen Legierungen dieselbe Reihenfolge in der Neigung zur Blasenbildung wie im Salzbad. Folgende Tatsache ist jedoch dabei sehr auffallend und dürfte namentlich für die Praxis erhöhte Bedeutung gewinnen. Zur Bildung von Blasen an Blechen im Ofen sind mindestens Temperaturen von 550° und fast 3mal solange Glühzeiten (bisweilen noch mehr) erforderlich. Da aber im Salzbad selbst bei 500° schon mit Blasenbildung gerechnet werden muß (Abb. 6), ist ersichtlich, daß der Glühung im Ofen in der Praxis erhöhte Bedeutung beizumessen ist.

Im Ofen kommt es daher hinsichtlich der Blasenbildung nicht so sehr darauf an, wenn einmal, wie es ja im Betriebe häufig der Fall ist, Temperaturschwankungen auftreten. Bei den in der Praxis üblichen Glühzeiten von durchschnittlich ½ h dürften aber bei einer Ofenglühung meines Erachtens in keinem Falle Blasen auftreten. Besonders aus Abb. 7 und 8 sieht man sehr deutlich, daß im Salzbad die Blasenbildung an den Blechen stark ausgebildet ist, während im Ofen bei 5 h Glühzeit und bei einer Temperatur von 580°, wie sie aber im Betriebe nie vorkommt, kaum eine Blasenbildung beobachtet werden konnte.

Um dieselbe Blasengröße, wie sie im Salzbad bei 550° in knapp ½ h, bisweilen sogar nach wenigen Minuten, auftrat, zu erreichen, mußten die Bleche im Ofen bisweilen 18 h und teilweise bei noch erheblich höheren Temperaturen geglüht werden.

4. Das Gefüge der Legierungen.

Die Herstellung der Schliffbilder bietet bei Aluminiumlegierungen gegenüber anderen Metallegierungen insofern große Schwierigkeiten als ihre Hauptbestandteile chemisch wenig beständig sind und manchmal schon beim Polieren stark angegriffen werden.

Zum Ätzen wurden diejenigen Mittel benutzt, welche Dix und Keith [3], die zur Zeit als die besten Kenner auf diesem Gebiete gelten, in ihren Tabellen angeben. Die verschiedenen Ätzmittel wurden zunächst an selbst gegossenen Legierungen erprobt und dann erst die vorliegenden Legierungen damit untersucht[3]).

Bei der Herstellung von Schliffbildern ist nur folgendes genau zu beachten:

Die einzelnen Blechproben dürfen nur mit einer feinen Laubsäge ausgeschnitten werden, da durch andere Werkzeuge wie Scheren u. dgl. leicht die Blasen und Korngrenzen beschädigt werden können.

Das Abschmirgeln muß auf Schmirgelpapier erfolgen, das zuvor mit Paraffin getränkt wurde, da sonst in dem Material schwer zu beseitigende Kratzer auftreten.

Beim Polieren ist darauf zu achten, daß die Tonerde mit Spiritus versetzt und öfter eine 20 vH wässerige Ammoniak-Alaun-Lösung hinzugefügt wird, um das Anlaufen der Schliffe und die Entstehung eines Schleiers zu verhüten.

Bei der Kornflächenätzung hat sich folgendes Verfahren als sehr brauchbar erwiesen: Die ungeätzten Schliffe werden mit einer wässerigen Lösung von 1 vH HF + 1,5 vH HCl + 2,5 vH HNO_3 15 s lang geätzt, in heißem Wasser abgeschreckt und in der heißen Luft eines Föhns getrocknet, da sonst der feine Niederschlag des Ätzmittels zerstört würde.

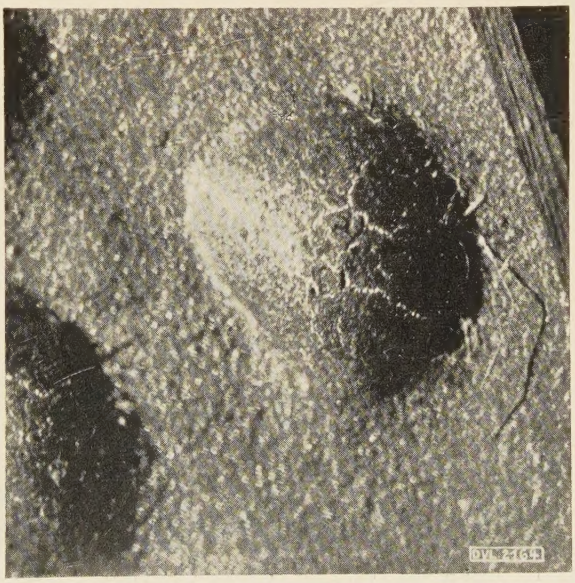

Abb. 9. Leg.: 3; Aufplatzen der Blasenoberfläche bei der Glühbehandlung. Salzbad: 550°; 3 min. V = 20 ×.

[3]) Infolge Raummangels konnten die umfangreichen Ätzbilder an dieser Stelle nicht wiedergegeben werden.

Nach dem zuletzt beschriebenen Verfahren wurden die meisten Schliffbilder hergestellt. Mit ihrer Hilfe kann man sehr gut das Auftreten der Blasen sowohl an der Blechoberfläche wie auch mitten im Material zwischen den einzelnen Korngrenzen verfolgen; desgleichen das Auftreten von Schmelze bzw. Eutektikum zwischen den Körnern. Auf die Struktur der Legierungen nach der Glühbehandlung soll jedoch erst später eingegangen werden.

Die Schliffbilder boten ferner noch die Möglichkeit, einwandfrei festzustellen, daß es sich bei den Blasen nicht um Dopplungserscheinungen oder Schlackeneinschlüsse handelt, sondern um das Auftreten einer gasförmigen Verbindung.

Da aber auch bei den kleinsten Blasen, wie aus Abb. 9 hervorgeht, die Oberfläche Risse hatte und daher dem Gas die Möglichkeit bot, noch vor seiner analytischen Untersuchung zu entweichen, kann man unschwer erkennen, welche Bedeutung in vorliegender Arbeit der metallographischen Untersuchung zukommt.

II. Entstehungsbedingungen der Blasenbildung.

Vergleicht man nun die bisherigen Ergebnisse, der Glühversuche im Salzbad mit denen im elektrischen Ofen, so fällt unwillkürlich auf, daß das Salzbad die Blasenbildung unverhältnismäßig mehr fördert als der Ofen. Dies läßt vermuten, daß die Blasenbildung von äußeren Einflüssen abhängig ist.

Um diese Annahme näher zu prüfen, erschien es gegeben, die Glühversuche in einem Medium auszuführen, in dem keinerlei äußere Einflüsse wirksam sein konnten. Hierfür kam zunächst das Hochvakuum in Frage.

1. Versuche im Vakuum.

Die Glühversuche wurden in der Weise ausgeführt, daß die Proben zunächst in einem Quarzrohr luftdicht verschlossen wurden. Dieses Quarzrohr stand mit einer Ölpumpe (System Pfeiffer) und einer Hg-Dampfpumpe in Verbindung, mit deren Hilfe ein Vakuum von 10^{-3} bis 10^{-4} mm Hg erzielt werden konnte. Das Quarzrohr selbst wurde dann in einen Ofen mit Cekas-Drahtwicklung eingeführt, der Glühversuche bis 630° gestattete.

Nach Beendigung eines jeden Versuches wurden die Proben entweder aus dem Quarzrohr herausgenommen und in Wasser abgeschreckt oder im Quarzrohr selbst in Wasser getaucht. Irgendein besonderer Unterschied wurde hierbei nicht festgestellt. Das Abschrecken im Quarzrohr hatte, wie noch später gezeigt wird, jedoch den Vorzug, daß z. B. bei Wasserstoffglühungen nachher im Rohre deutlicher NH_3-Geruch festgestellt werden konnte, während dies beim direkten Abschrecken der Proben in Wasser nicht mehr möglich war.

a) Glühungen im Vakuum allein.

Die Bleche wurden in der eben geschilderten Weise im Vakuum dieselbe Zeit hindurch geglüht, wie bei den früheren Versuchen im Salzbad und Ofen. Hierbei wurden die Proben teilweise zuerst langsam im Ofen auf die gewünschte Temperatur gebracht und dann eine gewisse Zeit lang geglüht oder das Quarzrohr wurde in den schon auf der gewünschten Temperatur befindlichen Ofen hineingebracht.

Im letzteren Falle konnte man an der Hg-Säule genau sehen, wie das Vakuum stark zurückging, um erst nach einiger Zeit seinen ursprünglichen Stand wieder zu erreichen. Dieser Vorgang berechtigt zur Annahme, daß irgendein Gas freigeworden war.

Zu diesen Versuchen wurden hauptsächlich Bleche der Legierung 2 und 3 herangezogen, die von allen früher erwähnten Legierungen am meisten zur Blasenbildung neigten.

Trotz langer Glühzeiten und teilweise sehr hoher Glühtemperaturen (bisweilen 625°) zeigten die Hochvakuumversuche das überraschende Ergebnis, daß nicht eine einzige Blasenbildung aufgetreten war; selbst im Schliffbild bei starker Vergrößerung konnte keine Blase nachgewiesen werden. Das Gefüge an sich unterschied sich durch nichts von den früheren Versuchen (s. Abb. 10).

b) Glühungen im Vakuum und Salzbad.

Bei den Glühversuchen im Vakuum waren die Bleche blasenfrei geblieben. Dabei wurde, wie oben erwähnt, die Beobachtung einer Gasabgabe gemacht. Um nun festzustellen, ob durch diesen Gasverlust die Blasenbildung tatsächlich vermieden werden kann, wurden die im Vakuum behandelten Proben der Glühung im Salzbad unterworfen, und zwar in der Weise, daß ein Teil im abgeschreckten Zustande, ein anderer Teil direkt aus der Vakuumglühung dem Salzbad zugeführt wurde.

Bei der Glühbehandlung im Salzbad unterblieb die Blasenbildung vollständig, trotzdem über ½ h bei 580° geglüht wurde. Ein zur Kontrolle eingetauchter Blechstreifen derselben Legierung im Anlieferungszustand war dagegen schon nach 1 min ganz mit Blasen überdeckt (Abb. 11).

Aus diesen Versuchen geht deutlich hervor, daß durch die Vakuumbehandlung ein Stoff entfernt worden sein muß, der zur Blasenbildung unbedingt erforderlich ist.

c) Glühungen im Vakuum und Stickstoff.

Unter den eben geschilderten Bedingungen wurden einige Versuche auch mit nachfolgender Glühung im Stickstoffstrom ausgeführt. Hierzu wurden die Bleche zuerst einige Stunden im Vakuum geglüht; darauf wurde die Zuleitung zum Quarzrohr, die mit der Öl- und Hg-Pumpe in Verbindung stand, mit Hilfe eines Dreiwegehahnes geschlossen und durch diesen Hahn Stickstoff den Proben zugeleitet. Der Stickstoff selbst entstammte einer Bombe

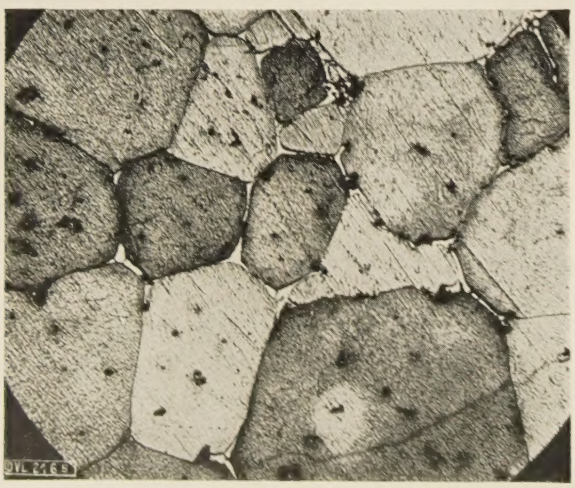

Abb. 10. Gefüge von Leg. 2 mit Schmelzerscheinung zwischen den Korngrenzen. Vakuum: 580°; 5 h; Abgeschr., geätzt; V = 140 ×.

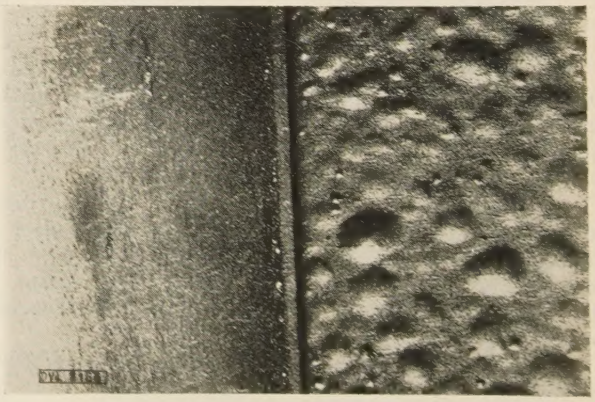

Abb. 11. Glühversuch mit Leg. 3. Links: Vakuum: 550°; 4 h; anschließend Salzbad: 580°; 1 h. Rechts: Blech im Anlieferungszustand: Salzbad: 580°. Blasenbildung nach ½ Min.

und wurde durch Vorschalten von 2 Waschflaschen mit Pyrogallol und H_2SO_4 gereinigt.

Die Versuche zeitigten das gleiche Ergebnis wie die oben beschriebene Vakuum-Salzbad-Behandlung. Es war nicht eine einzige Blase festzustellen.

d) Glühungen im Vakuum und Wasserstoff.

Die eben beschriebenen Vakuumversuche zeigen wohl ohne weiteres, daß die Blasenbildung durch das Fehlen eines bestimmten Stoffes vermieden werden kann.

Es mußte nun also versucht werden, festzustellen, welcher Stoff hierfür in Frage kommen konnte. Bei der Behandlung der Frage »Gase in Metallen« findet man im Schrifttum [4] am häufigsten den Hinweis auf den Wasserstoff, der zu den meisten Beanstandungen Veranlassung gibt.

Sein Verhalten gegenüber Aluminium ist des öfteren untersucht worden, und wenn auch die einzelnen Ergebnisse mitunter stark schwanken, so kann man doch allgemein wohl sagen, daß die Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminium sehr groß ist. Selbst Dumas hatte schon 1880 darauf hingewiesen, daß das Aluminium fast sein gleiches Volumen an Wasserstoff gelöst haben kann, den es aber beim Erhitzen in Vakuum wieder abgibt.

Um nun den Einfluß des Wasserstoffes auf die hier untersuchten Legierungen zu ermitteln, wurden Vakuumversuche mit anschließendem Glühen im Wasserstoffstrom vorgenommen. Die Versuche selbst wurden in der gleichen Weise ausgeführt wie bei dem oben beschriebenen Vakuum-Stickstoff-Versuch.

Die Vakuum-Wasserstoffglühungen zeitigten drei wichtige Ergebnisse:

1. Bei der Wasserstoffglühung der im Vakuum vorbehandelten Proben traten auf den Blechen Blasen auf (Abb. 12).
2. Die Blasen waren jedoch nur an den blankgeschmirgelten Stellen sichtbar (Abb. 12).
3. Wurden die Proben nicht selbst, sondern im Quarzrohr, in dem sie sich befanden (s. o. S. VI 46), in Wasser abgeschreckt, so machte sich nach dem Öffnen des Rohres ein deutlicher Geruch nach NH_3 bemerkbar.

Auf eine Deutung dieser Ergebnisse soll an dieser Stelle noch nicht näher eingegangen werden.

2. Bleche im Anlieferungszustand bei der Glühbehandlung im Wasserstoff, Wasserdampf, Stickstoff und Argon.

Zum Schluß wurde noch der Einfluß der eben besprochenen Medien auf die Bleche im Anlieferungszustand untersucht. Die Glühungen wurden, wie schon früher beschrieben, im elektrischen Ofen vorgenommen. Untersucht

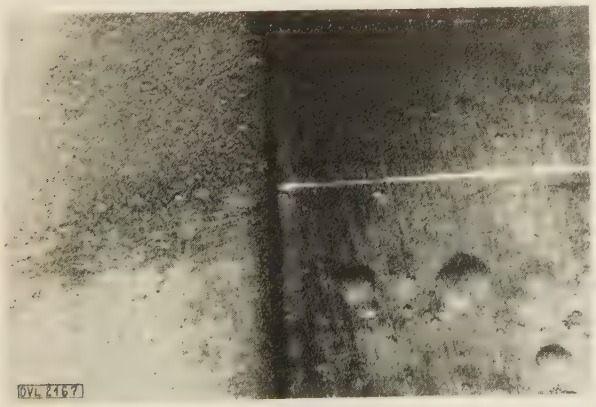

Abb. 12. Glühversuch mit Leg. 3. Vorglühung im Vakuum 4 h bei 550°, anschließend: ein Blech im Salzbad 1 h bei 580° (links); ein Blech im Wasserstoffstrom 1 h bei 550° (rechts; oberer Teil im Anlieferungszustand geglüht, unterer vorher geschmirgelt). V = 1,3 ×.

Zahlentafel 2. Verhalten der Legierungen 2 und 3 in verschiedenen Umgebungen.

Vers.-Reihe	Abb.	Umgebung	Oberfläche angeliefert	Oberfläche geschmirgelt	Bemerkungen
1	1 bis 6	Nitratschmelze	Blasen	Blasen	sehr stark
2	7 u. 8	Luft	»	»	wenig stark
3	16 u. 17	H_2 (über Cu gereinigt)	»	etwas schwächer	im ganzen zieml. stark
4	14 u. 15	N_2 (jedenfalls etwas O_2-haltig)	keine Blasen	Blasen	» »
5	—	H_2O-Dampf	Blasen	»	» »
6	—	Argon	keine Bl.	keine Bl.	590°
7	10	Hochvakuum	» »	» »	—
8	11	Vakuum + Salzbad	» »	» »	—
9	12 u. 13	Vakuum + H_2	» »	Blasen	—
10	—	Vakuum + N_2	» »	keine Bl.	—

Glühtemperatur ∼ 550° C, Glühzeit ∼ 3 h.
(Näheres bei den Bildern.)

wurde dabei der Einfluß von Wasserstoff, Wasserdampf, Stickstoff und Argon. Wasserstoff, Stickstoff und Argon wurden aus einer Bombe entnommen und wie üblich gereinigt. Der Wasserdampf wurde in einer Kochflasche über dem Bunsenbrenner erzeugt und dann über die Bleche im Ofen geleitet.

Wasserdampf, Stickstoff und Wasserstoff ergaben Blasen. Bei den Glühungen im Wasserdampf und Wasserstoff waren die Blasen über das ganze Blech verstreut, während sie jedoch bei der Stickstoffglühung nur an den blankgeschmirgelten Blechstellen auftraten. Diese blankgeschmirgelte Oberfläche scheint die Blasenbildung zu erleichtern. Bei den Glühversuchen im Argon traten jedoch keine Blasen auf.

Die Ergebnisse der Wasserstoff- und Stickstoffglühungen sind in Abb. 14 bis 17 festgehalten. Die Blasen und das Gefüge unterscheiden sich in keiner Weise von denen im Salzbad aufgetretenen[1]).

Alle geschilderten Versuche mit ihren Ergebnissen sind in Zahlentafel 2 zusammengestellt und geben so neben den Lichtbildern wohl am besten das Verhalten der einzelnen Legierungen in verschiedenen Umgebungen wieder.

[1]) Technisches Aluminium zeigt nur eine sehr geringe Blasenbildung, s. Abb. 17.

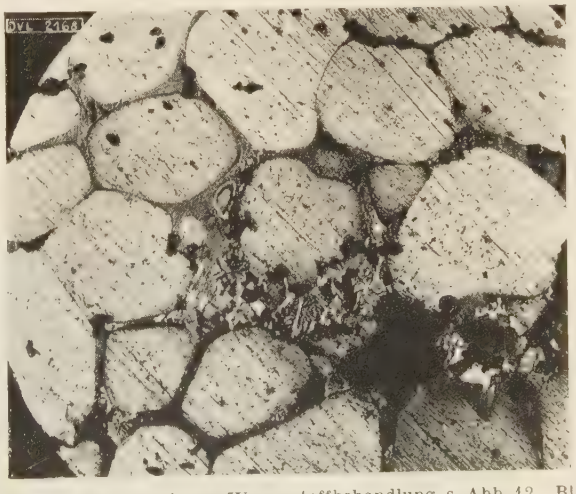

Abb. 13. Leg. 3. Vakuum-Wasserstoffbehandlung s. Abb. 12. Blase und Schmelzerscheinungen zwischen den Korngrenzen. V = 140 × (geätzt).

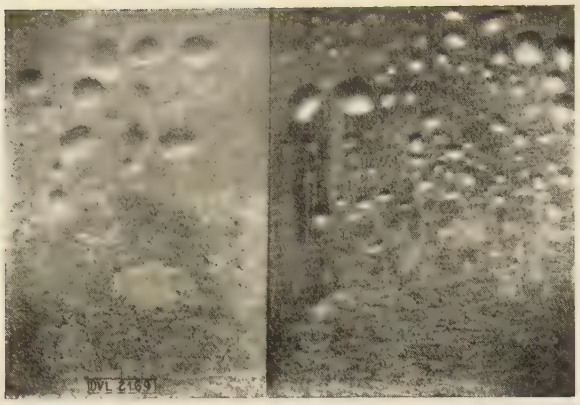

Abb. 14. Glühversuch mit Leg. 3 im Stickstoffstrom. Einfluß der Oxydhaut auf die Blasenbildung. Oben: blankgeschmirgelt. Unten: Anlieferungszustand. V = 2/3 ×.

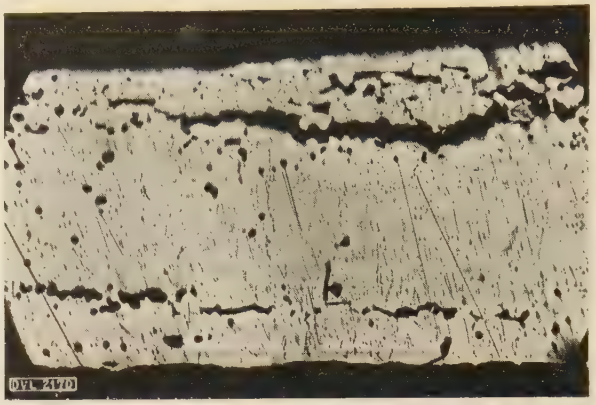

Abb. 15. Ungeätzter Schliff von Leg. 3 aus Abb. 14. V = ∾ 35 ×.

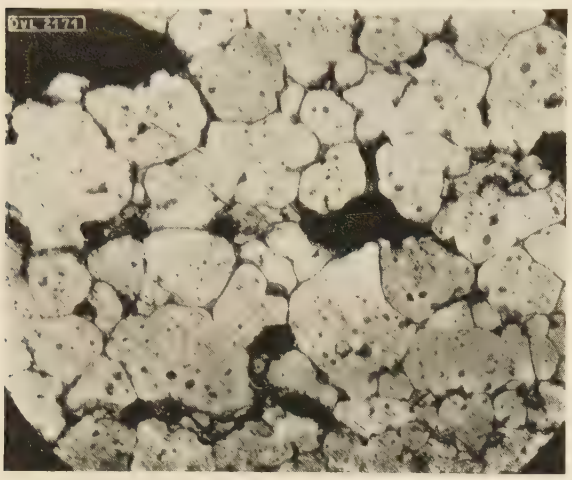

Abb. 16. Schliffbild von Leg. 4. Glühbehandlung: Wasserstoffstrom 550°; 3 h; abgeschr. Blasen und Schmelzerscheinungen zwischen den Korngrenzen. V = 80 × (geätzt).

Abb. 17. Reinaluminium, Leg. 12, beim Glühen in Wasserstoffstrom 550°; 3 h. Geringe Blasenbildung an der Blechoberfläche. Nat. Größe.

III. Einfluß des Blechzustandes auf die Blasenbildung.

Im letzten Abschnitt war bereits darauf hingewiesen worden, daß ein Blankschmirgeln der Blechstreifen die Blasenbildung unter Umständen erleichtert. Eine wesentliche Förderung der Blasenbildung erfolgte ferner durch Reckung. Mit ihrer Hilfe gelang es z. B., an Legierung 6 und 7, bei der früher kaum eine Blasenbildung eingetreten war, eine solche hervorzurufen. Diese Blasenbildung tritt nur längs zur Walzrichtung auf. Diese Erscheinung wurde bei allen Reckversuchen immer wieder beobachtet und dürfte vor allem deswegen von großem Nachteil sein, weil durch sie die einzelnen Korngrenzen fortlaufend aufgerissen werden, ohne daß dies äußerlich in Erscheinung zu treten braucht (s. Abb. 19).

Sehr gut läßt sich auch der Einfluß der Reckung an konisch verlaufenden Blechstreifen beobachten (Abb. 20). An der engsten Stelle, wo naturgemäß die größte Reck-

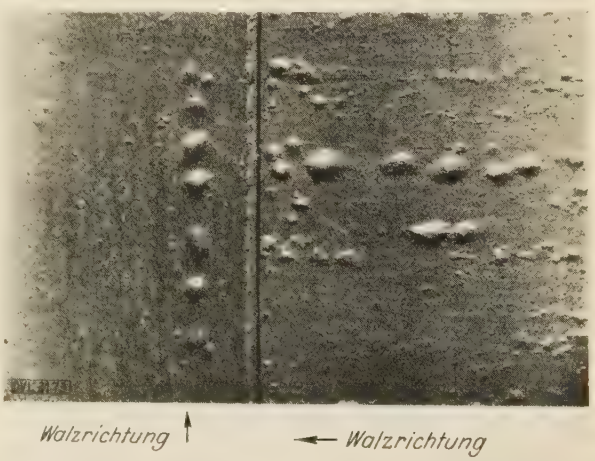

Abb. 18. Leg. 7 im Salzbad; 550°; 5 h. Erst durch 8 vH Recken wurde Blasenbildung hervorgerufen, die sonst im Anlieferungszustand nicht zu beobachten war. Die Blasen treten nur in der durch Pfeile gekennzeichneten Walzrichtung auf. V = 2/3 ×.

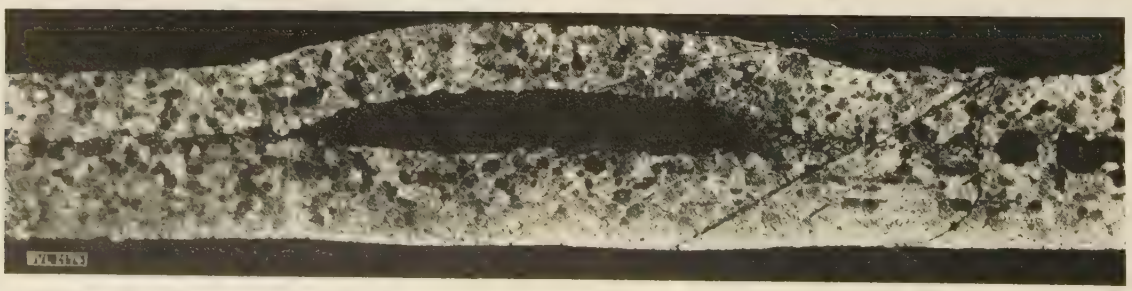

Abb. 19. Blasenverlauf durch einen quer zur Walzrichtung, um 4 vH gereckten Blechstreifen von Leg. 6. Glühbehandlung: Salzbad; 550°; 1/2 h. V = 10 × (geätzt).

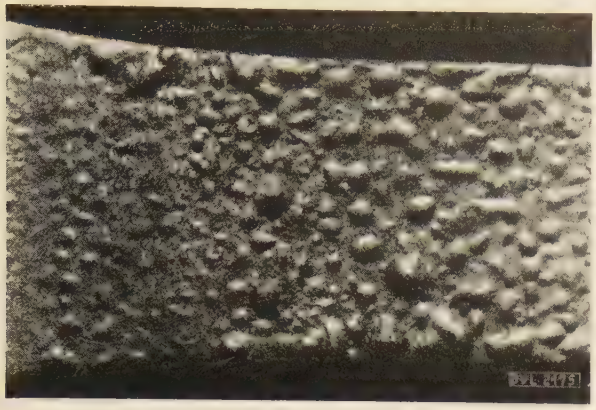

Abb. 20. 6 vH gereckter, konischer Stab aus Leg. 3 nach Glühbehandlung im Salzbad. Temp.: 550°; Zeit: ¼ h. Geringe Blasenbildung im weniger beanspruchten Teil (links); starke Blasenbildung an der am stärksten gereckten Stelle (rechts). V = ⅔ ×.

beanspruchung auftrat, war das Blech bei der nachfolgenden Glühbehandlung ganz mit Blasen überzogen, während die weniger beanspruchten Stellen nur eine geringe Blasenbildung zeigten.

Auf die eben geschilderten Vorgänge dürfte sich auch folgende Beobachtung in der Praxis beziehen, daß nämlich Bleche, die später durch Kaltwalzen stark verformt wurden, bei der anschließenden Wärmebehandlung ganz besonders stark zur Blasenbildung neigten.

IV. Temperatur- und Zeitabhängigkeit.

Die Abhängigkeit von der Temperatur und der Zeit richtet sich bei der Blasenbildung naturgemäß nach den Abmessungen der einzelnen Werkstoffe. Faßt man nur die »Bleche« ins Auge, so kann man allgemein sagen, daß die Blasenbildung z. B. bei den durchschnittlichen Blechstärken von 1 mm ziemlich gleich ist.

Eingehend untersucht wurde die eben erwähnte Abhängigkeit im Salzbad bei den verschiedenen Temperaturen. Das Salzbad gestattet nämlich infolge seiner beträchtlichen Durchsichtigkeit sehr gut, den Verlauf der Blasenbildung zu verfolgen.

Bei 500°, der in der Praxis gebräuchlichsten Glühtemperatur, war die Bildungsgeschwindigkeit der Blasen gering. Hier waren manchmal 1 bis 3 h bis zum Erscheinen der ersten Blasen erforderlich. Anders war es jedoch, wenn die Bleche vorher im Anlieferungszustand gereckt wurden. Dann konnte bisweilen bei 500° schon nach 20 min Blasenbildung beobachtet werden. Je höher die Temperaturen gewählt wurden, um so schneller traten Blasen auf. Die günstigste Temperatur für die Bildungsgeschwindigkeit der Blasen war, wie schon früher erwähnt, 550°. Bei geeigneten Legierungen konnte dann schon innerhalb 10 s das Auftreten von Blasen beobachtet werden. Nach ungefähr ½ h hatten die Blasen meist ihre größte Abmessung erreicht, so daß eine längere Glühdauer auf ihre Größe keinen Einfluß mehr hatte. Die Temperaturabhängigkeit der Blasenbildung innerhalb ½ h für Legierung 3 ist auf Abb. 21 zu sehen.

Zusammenfassend kann man also sagen, daß die Blasenbildung eine Funktion der Zeit und der Temperatur ist.

V. Struktur der Legierungen nach der Glühung.

Da zur besseren Beobachtung und Untersuchung der Blasen meist höhere Temperaturen oder längere Zeiten angewandt wurden, als sie bei der technischen Wärmebehandlung aufzutreten pflegen, ist es nicht verwunderlich, daß man bei den Glühversuchen teilweise direkt in das heterogene Gebiet des Systems der Hauptkomponenten mit Schmelze gelangt oder zumindest in das Temperaturgebiet des Aufschmelzens des Polyeutektikums.

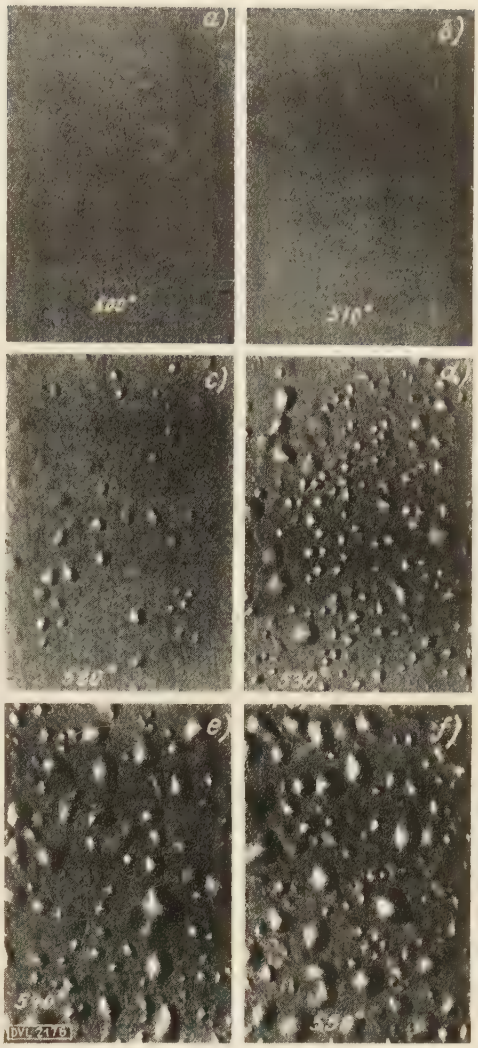

Abb. 21 a bis 21 f. Temperaturabhängigkeit der Blasenbildung. Leg. 3; Glühdauer: ½ h. Salzbad. V = ⅔ ×.

Man kann daher nach der Glühbehandlung und dem Abschrecken das Auftreten von Eutektikum feststellen. Ganz besonders gut sieht man z. B. das Eutektikum auf Abb. 22 und 23. Die Blasenbildung tritt außerdem bevorzugt an den Stellen mit Eutektikum auf (Abb. 13). Die Bildung des Eutektikums jedoch erfolgt wohl später als die Blasenbildung. Auf Abb. 24 sieht man z. B. schon bedeutende Blasenbildung, dagegegen noch keine Schmelzerscheinungen zwischen den Korngrenzen. Längere Glühzeiten weisen jedoch, wie dies aus den meisten Bildern hervorgeht, die oben beschriebenen Erscheinungen auf.

Die Bildung von Eutektikum bzw. Schmelzerscheinungen ist naturgemäß nach dem Abschrecken in stärkerem Maße zu beobachten als nach langsamer Abkühlung. Erwähnt sei noch, daß diese Erscheinungen bei der Wärmebehandlung auch in den Glühmitteln auftreten, in denen eine Blasenbildung unterbleibt.

Eine genaue Aussage über die Zusammensetzung der auftretenden Schmelze kann nicht gemacht werden, da es sich vorwiegend um Mehrstoffsysteme [6] handelt, deren Aufbau bisher noch nicht bekannt ist[5]). Durch wiederholtes Ätzen ein und desselben Schliffes mit verschiedenen Ätzmitteln kann man jedoch sagen, daß an der Schmelze neben Mg_2Si hauptsächlichst die Verbindungen $CuAl_2$ und Al_3Mg_2 beteiligt sind.

[5]) Festgestellt werden kann eine Vermehrung der Schmelze mit Zunahme der Legierungselemente.

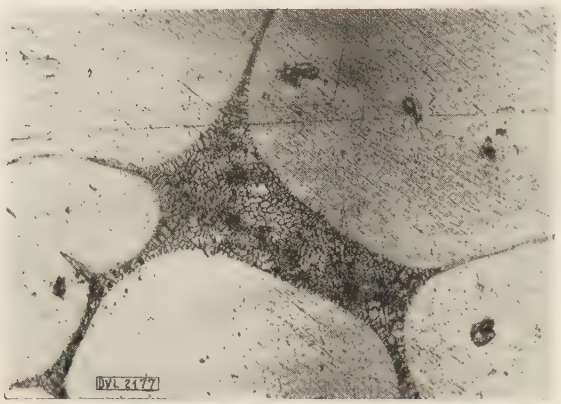

Abb. 22. Schliffbild von Leg. 2. Auftreten von Eutektikum zwischen den Korngrenzen. V = 140 × (geätzt).

Abb. 23. Eutektikum zwischen den Korngrenzen. Leg. 5; Vakuum: 550°; 3 h; abgeschr. V = ∾ 350 × (geätzt).

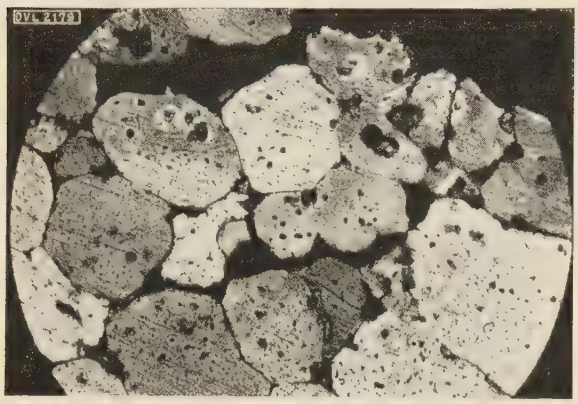

Abb. 24. Glühbehandlung im Salzbad: 550°; ½ h. Blasenbildung zwischen den Korngrenzen. V = ∾ 120 × (geätzt).

VI. Zusammenfassung und Deutung der Versuchsergebnisse.

Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag zur Frage der Blasenbildung bei der Wärmebehandlung vergütbarer Aluminiumlegierungen darstellen. Für den verwickelten Vorgang der untersuchten Erscheinungen auf Grund der mitgeteilten Tatsachen ist es jedoch kaum möglich, eine zwingende und in jeder Beziehung befriedigende Deutung zu geben. Zusammenfassend kann man jedoch über das Ergebnis der Glühversuche in den verschiedenen Medien folgendes sagen:

1. Ohne Einwirkung der äußeren Umgebung kommt eine Blasenbildung nicht zustande.
2. Es müssen aber in den Legierungen auch Stoffe vorhanden sein, die zum Zustandekommen der Erscheinung unbedingt notwendig sind.

Als Belege hierfür sind die Versuche im Vakuum und Argon anzusehen. Der Glühversuch im Argon, wo keine Einwirkung von außen möglich war, hat keine Blasenbildung ergeben. Desgleichen traten im Salzbad keine Blasen auf, wenn das Blech vorher im Hochvakuum, wobei sicher eine Entgasung stattgefunden hat, ausgeglüht worden war.

Ich halte folgende, dies weiter ausführende Auffassung, für möglich:

Die Aluminiumlegierungen halten mehr oder weniger Wasserstoff gelöst [7]. Und zwar ist dieser Wasserstoff schon vom Beginn der Herstellung an im Rohaluminium. Es werden nämlich, wie dies näher in einer neueren Arbeit von Braun [8] ausgeführt wird, sowohl bei der Reduktion von Tonerde zu Aluminium als auch beim späteren Umschmelzen im Gießereibetriebe weit größere Mengen von Wasserstoff gelöst, als man allgemein annimmt. Der Wasserstoff rührt von etwa vorhandener Feuchtigkeit, wie sie im Ofenmaterial manchmal anzutreffen ist, her, die elektrolytisch und durch die Einwirkung des heißen Metalls zersetzt wird. Der sich entwickelnde atomare Wasserstoff wird nun von dem ebenfalls in statu nascendi befindlichen Aluminium energisch gelöst. Die über der Schmelze befindliche Schlackendecke begünstigt noch diesen Vorgang. Bei der Erstarrung des Metalls wird nun ein Teil des gelösten Gases ausgeschieden, ein anderer Teil bleibt jedoch im Werkstoff zurück.

Die in vorliegender Arbeit untersuchten Legierungen haben außerdem als Beimengungen Silizium, Stickstoff, Phosphor usw. Diese haben aber insbesondere in Gestalt der betreffenden Metallverbindung die Tendenz, ihre Wasserstoffverbindungen zu bilden. Dies wird besonders leicht dann der Fall sein, wenn durch ein äußeres oxydierendes Agens eine Depolarisation der entstehenden metallischen Bestandteile der zerfallenden Metallstickstoff- usw. Verbindungen eintritt.

Die bei hoher Temperatur aus dem Wasserstoff und den genannten Metallverbindungen sich bildenden gasförmigen Verbindungen wölben nun bei genügender Bildungsgeschwindigkeit Teile der Blechoberfläche auf. Die Betonung einer ausreichenden Bildungsgeschwindigkeit der Gase scheint wichtig. Langsam entwickelnde Gase werden herausdiffundieren, ohne daß ein genügender Gasdruck zustande kommt. Damit ist gesagt, daß für die Erscheinung der Blasen nicht nur die Möglichkeit irgendeiner Reaktion wesentlich ist, sondern ebenso ihre Geschwindigkeit.

Dabei ist es sehr leicht möglich, daß die beim Glühen, wenn auch vielleicht nur in Spuren auftretenden flüssigen Phasen, wie sie oben näher beschrieben wurden, die Reaktionsgeschwindigkeit wesentlich heraufsetzen.

Daß die vorhandenen Beimengungen genügen könnten, um Gasmengen und Gasdrucke von der notwendigen Größe bei genügender Geschwindigkeit zu erzeugen, zeigt folgende rechnerische Überlegung.

Wie in vorliegender Arbeit beschrieben wurde, zeigte eine bestimmte Gruppe von Blechen bei der Glühbehandlung im Salzbad eine verschiedene Blasenbildung, die mit dem steigenden Magnesiumgehalt zuzunehmen schien. Im Salzbad werden nun bei diesen Temperaturen durch den teilweisen Zerfall von KNO_3 bzw. $NaNO_3$ Stickstoff und Sauerstoff frei [9]. Diese sind in statu nascendi sehr reaktionsfähig. Es wäre nun sehr leicht möglich, daß dann eine Bildung von Mg_3N_2 eintritt, die im Verein mit freiwerdendem Wasserstoff bzw. gebildetem H_2O-Dampf reagieren würde nach der Gleichung

$$Mg_3N_2 + 3\,H_2O = 2\,NH_3 + 3\,MgO.$$

Ein Blechstreifen, wie er bei vorliegenden Versuchen verwandt wurde, wiegt ungefähr 20 g und enthält demnach, wenn es sich um eine Legierung mit 0,5 vH Mg handelt, 0,1 g Magnesium. Nimmt man an, daß davon nur ⅓ bei der eben angedeuteten chemischen Umsetzung verbraucht werden, so würden also noch rd. 0,03 g Mg zur Verfügung

stehen. Diese geringe Mg-Menge ergibt aber schon nach obiger Formel rd. 18 cm^3 Gas.

An diesem Beispiel kann man sehr gut erkennen, welch große Bedeutung selbst den kleinsten Beimengungen bei der Blasenbildung beizumessen ist.

Die Wirkung der verwendeten äußeren Glühmittel würde demnach in der Oxydation der Metalle, Metallnitride, Karbide, Phosphide und der dadurch geschaffenen Erleichterung in Richtung der Bildung von NH_3 usw. beruhen. Beim Eindringen von Sauerstoff ist auch an die Bildung von Wasserdampf zu denken. Bei den Mitteln, die Stickstoff oder Wasserstoff abgeben, also Luft, Stickstoff, Wasserstoff, Nitrate, könnte vielleicht die Aufnahme von Stickstoff und Wasserstoff und die Erhöhung der Wasserstoff- und Stickstoffkonzentrationen wesentlich sein. Hierbei zeigt es sich auch, daß das Eindringen dieser Gase von Wichtigkeit sein kann. Allerdings ist dazu manchmal das Zerstören der äußeren Oxydhaut durch Abschmirgeln erforderlich, wodurch z. B. das Eindringen von Stickstoff und das Wiedereindringen von Wasserstoff erleichtert wird (siehe Versuchsreihe 4 und 8 der Zahlentafel 2 und Abb. 12 und 14.

Die wirksamen Bestandteile der Legierungen sind, wie schon gesagt, der Wasserstoff und die Wasserstoffverbindungen ergebenden Beimengungen. Die Verhinderung einer späteren Blasenbildung bestünde demnach in einer Entfernung des Wasserstoffes, der für die Blasenbildung ausschlaggebend ist.

Hierbei ist die leicht erklärliche Annahme notwendig, daß die Entweichungsgeschwindigkeit des Wasserstoffes im Hochvakuum wesentlich größer sein muß als die Bildungsgeschwindigkeit der Metallwasserstoffverbindungen. Wäre dies nicht der Fall, so müßte dann bei dem angewandten Druck von 10^{-3} bis 10^{-4} mm Hg, wenn die Depolarisation durch Sauerstoff nicht eine ganz ausschlaggebende Rolle spielt, mit einer Blasenbildung auf Grund der Reaktion der Bestandteile des Bleches allein zu rechnen sein. Entweichender Wasserstoff selbst gibt keine Blasen, da wegen der hohen Diffusionsgeschwindigkeit keine genügende Drucke entstehen.

Mit dieser Auffassung in Übereinstimmung stehen die allermeisten der gemachten Beobachtungen (es wurden über 1200 Proben untersucht) und insbesondere die Feststellung bei den Versuchsreihen 1 bis 2 und 5 bis 11 in Zahlentafel 2. Im einzelnen ist noch folgendes zu bemerken:

Was den Stickstoff anbetrifft, so muß noch gesagt werden, daß eine Reinigung (Waschen in Pyrogallol) wahrscheinlich nicht ausreichend war, um allen Sauerstoff zu entfernen, so daß auch hier eine Oxydationswirkung eintrat.

Die Wirkung der Reckung ist unschwer so zu verstehen, daß durch sie in bekannter Weise die Ausscheidung von Metalloid-Verbindungen und damit der Reaktionsverlauf beschleunigt wird.

VII. Schlußfolgerungen für die Praxis.

Wenn man zusammenfassend die Ergebnisse vorliegender Untersuchung betrachtet, so sieht man, daß in erster Linie der Wasserstoff für die Blasenbildung verantwortlich gemacht werden muß, daß aber außerdem noch äußere Einflüsse hinzutreten, die die Bildung der Blasen fördern. Die sich daraus für die Praxis ergebende Forderung ist daher, das Eindringen des Wasserstoffes nach Möglichkeit zu vermeiden. Dazu ist erforderlich, daß bei der Herstellung von Rohmaterial und später im Gießereibetriebe alles vermieden wird, was eine Aufnahme von Wasserstoff begünstigen kann, also Vermeidung von Feuchtigkeit oder Wasserdampf im Ofen, beim Vergießen u. a. m. Der einmal eingedrungene Wasserstoff läßt sich sonst praktisch nicht mehr entfernen.

Während diese Forderung in der Praxis schwer zu erfüllen sein wird, dürfte es weniger schwer fallen, bei einer späteren Wärmebehandlung die äußeren Einflüsse, die die Blasenbildung begünstigen, zu vermeiden. Eine Glühbehandlung im Vakuum, die wohl das Idealste wäre, läßt sich praktisch nicht ausführen. Dagegen sollte man aber nach Möglichkeit die Wärmebehandlung statt in Salzbädern im elektrischen Ofen vornehmen. Dann dürfte eine Blasenbildung bei den in der Praxis üblichen Glühtemperaturen kaum mehr vorkommen.

VIII. Schrifttum.

1. Woronoff, Zur umgekehrten Blockseigerung. Z. Metallk. Bd. 21 (1929), Nr. 9, S. 310/316.
   Schraivogel, Versuche mit blasigen Duraluminblechen. Bericht der Stoff-Abtlg. der DVL 1931.
2. Czochralski, Über die Gasaufnahme im Aluminium. Z. Metallk. Bd. 14 (1922), Nr. 6, S. 277/281.
   Schulz, Die technologische Bedeutung der Gase in Metallen. Z. Metallk. Bd. 21 (1929) Nr. 1, S. 7/11.
   Sieverts, Die Aufnahme von Gasen durch Metalle. Z. Metallk. Bd. 21 (1929), Nr. 2, S. 37/46.
   Sieverts, Eigenschaften der Hydride. Z. anorg. Chem. Bd. 172 (1928), Nr. 1; daselbst weitere Literatur.
   Hessenbruch, Untersuchung der Gase in Metallen. Z. Metallk. Bd. 21 (1929), Nr. 2, S. 46/57.
   Claus, Gaslöslichkeit in Schmelzen von Rein-Al und einer Al-Leg. Z. Metallk. Bd. 21 (1929), Nr. 8, S. 268/270.
   Claus, Schmelzfluß-Entgasungsverfahren bei Al-Leg. Z. Metallk. Bd. 21 (1929), Nr. 8, S. 271/273.
   Budgen, Gasporen im Al-Guß. Z. Metallk. Bd. 21 (1929), Nr. 11, S. 389.
   Scheuer, Über Lunker und Poren in Gußteilen. Metallwirtsch. Bd. 10 (1931), Nr. 51, S. 947/951.
3. Dix und Keith, The etching characteristics of constituents in commercial aluminum alloys. Proc. Am. Soc. Test. Mat. Bd. 26 (1926); eine dtsch. Übersetzung z. T. von Meißner in Z. Metallk. Bd. 20 (1928), Nr. 3, S. 124/126.
4. Siehe unter 2.
5. Tammann, Z. anorg. Chem. Bd. 64 (1920), Nr. 279/280.
6. Dix jr., Trans. A. J. M. M. E. Bd. 69 (1923), Nr. 4, S. 957/970.
   Bingham und Haughton, Journ. Inst of Met. Bd. 29 (1923) Nr. 1, S. 71/112.
   Scheil, Vergütung im Dreistoffsystem. Z. Metallk. Bd. 22 (1930), Nr. 9, S. 297/303.
   Gayler, Alloys of Al with Cu, Mg and Si. Inst. of Met. Bd. 28 (1922), Nr. 2, S. 213/252.
   Gayler, Quaternary alloys of Al. Inst. of Met. Bd. 30 (1923), Nr. 2, S. 139/169.
   Gayler, Ternary Alloys of Al. Inst. of Met. Bd. 30 (1923), Nr. 1, S. 507/528.
   Fuß, Konst. d. Al, Fe, Si, Leg. Z. Metallk. Bd. 23 (1931), Nr. 8, S. 233/236.
   Röhrig und Borchert, Zur Struktur der Eutektika. Z. Metallk. Bd. 16 (1924), Nr. 1, S. 29.
   Röhrig, Die Ausscheidungshärtung im Schliffbild. Z. Metallk. Bd. 24 (1932), Nr. 9, S. 231/233.
7. Dumas, Compt rend. 90 (1880), S. 1027.
   Borelius, Metallwirtsch. Bd. 8 (1929), Nr. 5, S. 105/108.
   Kohn-Abrest, Thése, Paris 1911, Compt. rend. 150 (1910), S. 918.
   Villachon und Chaudron, Compt. rend. 189 (1929), S. 324.
   Röntgen und Braun, Über die Löslichkeit von Metallen. Das Verhalten von Wasserstoff und Stickstoff gegen Aluminium. Metallwirtsch. Bd. 11 (1932), Nr. 24 u. 35.
8. Siehe unter 7.
9. Gmehlin-Kraut, Handb. d. anorg. Chemie II. 2, S. 315.

Lebenslauf.

Ich, Wolfgang Gatzek, wurde am 7. März 1905 zu Myslowitz (O.-Schl.) als Sohn des praktischen Arztes Dr. Franz Gatzek geboren. Von 1914 bis 1923 besuchte ich das damalige Deutsche Gymnasium zu Myslowitz und war dann nach erfolgter Reifeprüfung über ein Jahr praktisch in Eisen- und Metallhüttenwerken tätig. Nach der Übergabe Ost-Oberschlesiens an Polen optierte ich für Deutschland und blieb dadurch deutscher Reichsangehöriger.

Vom W.-S. 1924 bis S.-S. 1930 studierte ich an der Technischen Hochschule zu Breslau und legte dort am 19. Juli 1930 mein Diplom-Hauptexamen als Metallhütten-Ingenieur ab. Im Anschluß daran war ich als Doktorand am Lehrstuhl für Metallographie tätig. Seit März 1932 bin ich bei der Deutschen Versuchsanstalt für Luftfahrt, Berlin-Adlershof, wo ich die Möglichkeit hatte, vorliegende Dissertation im Rahmen ihrer Forschungsarbeiten durchzuführen.